

Termofluencia (creep) a altas temperaturas

Alberto C. Picasso ^(1,2)

⁽¹⁾ *Instituto de Física de Materiales Tandil, Facultad de Ciencias Exactas – UNCPBA, Pinto
399, Tandil (Provincia de Buenos Aires).*

⁽²⁾ *Investigador Independiente, Comisión de Investigaciones Científicas de la Provincia de
Buenos Aires (CICPBA).*

RESUMEN

Se presentan los mecanismos de deformación por creep básicos que permiten comprender el fenómeno en metales puros y aleaciones de fases simples. La descripción de estos, es fundamentada a partir de modelos físicos simples, basados en la teoría de dislocaciones y comprobaciones experimentales a nivel micro y macroscópico, mediante ensayos y observaciones a través de microscopía de alto aumento. Se describen los mecanismos de deformación en función de la evolución subestructural y el comportamiento de las variables macroscópicas; velocidad de deformación por creep, tensión aplicada y temperatura de ensayo. Por último, se presentan las principales características del comportamiento al creep en aleaciones ingenieriles y aleaciones especiales fortalecidas por partículas; tales como, precipitados u óxidos.

Palabras claves: creep, mecanismos, difusión por vacancias, dislocaciones, trepado.

1. INTRODUCCIÓN

El fenómeno de termofluencia (*creep*), se manifiesta en los materiales a través de la deformación plástica dependiente del tiempo, bajo una fuerza o tensión constante aplicada y a temperaturas por encima de alrededor de 0.35 de la temperatura de fusión del material [1]. En general, todos los materiales pueden presentar un comportamiento de este tipo; sin embargo, en este artículo vamos a referirnos a los principales mecanismos de deformación plástica por creep, observado en aleaciones metálicas en función de la tensión aplicada y la temperatura de ensayo.

La curva o diagrama de termofluencia que se obtiene a partir de estos ensayos, por lo general, presenta tres zonas bien definidas que suelen ser identificadas como; a) *creep* primario, b) *creep* secundario y c) *creep* terciario. En la figura 1 (a y b), se muestran dos gráficos correspondientes a un mismo ensayo; en el primero puede apreciarse la curva experimental obtenida (deformación plástica, ϵ vs. tiempo, t); mientras que en el segundo, se presenta el comportamiento de la velocidad de deformación en función de la deformación ($d\epsilon/dt$ vs. ϵ). Este último, es el más representativo y es equivalente al diagrama σ vs. ϵ , que se obtiene de un ensayo de tracción.

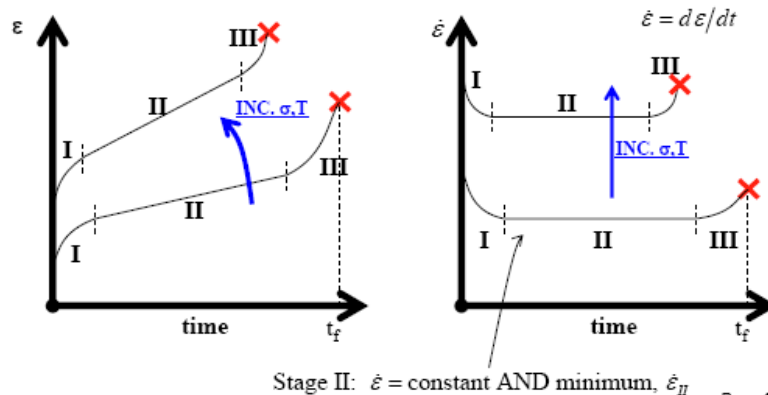


Figura 1.- a) Representación esquemática de una curva de creep clásica; deformación plástica (ϵ) versus tiempo (t); b) La misma curva de creep, donde puede apreciarse la dependencia de la velocidad de deformación ($d\epsilon/dt$) con la deformación plástica (ϵ).

Con referencia a la curva de *creep*, las tres zonas presentan características particulares en relación; tanto sea, a la velocidad de deformación plástica macroscópica; como así también, a los mecanismos de deformación operativos. Por lo general, en la región primaria la velocidad de deformación inicial es muy alta, disminuyendo progresivamente hasta alcanzar la etapa secundaria. Durante esta etapa, las dislocaciones se desplazan libremente hasta alcanzar los obstáculos que las frenan (otras dislocaciones, bordes de grano, precipitados, etc.). La etapa secundaria (o estado estacionario) está caracterizada por una velocidad de deformación uniforme o cuasi-uniforme. En las aleaciones, por lo general, esta etapa presenta un mínimo en la velocidad de deformación; sin embargo, la mayor parte de los modelos que explican el

comportamiento al *creep*, están basados en resultados obtenidos durante esta etapa. Por último, la región terciaria está caracterizada por un incremento en la velocidad de deformación hasta que el material alcanza la rotura. Generalmente, durante esta etapa comienzan a nuclear microfisuras y/o mecanismos de daño que conducen a la fractura [2-4].

El presente trabajo, tiene por objeto contribuir a la comprensión de los mecanismos de *creep* que pueden operar durante el estado secundario, bajo ciertas condiciones de tensión aplicada y temperatura de ensayo, en metales y aleaciones en general.

2.- Dependencia de la velocidad de deformación mínima con la tensión y la temperatura

La dependencia de la velocidad de deformación en el estado estacionario ($\dot{\epsilon}$) con la tensión (σ) y la temperatura (T), puede escribirse como un producto de dos funciones independientes:

$$\dot{\epsilon} = f(\sigma) g(T) \quad (1)$$

Donde $f(\sigma)$ sigue una ley de potencia y $g(T)$ es descripta por la *ley de Arrhenius*, por ser el *creep* un fenómeno activado térmicamente. De esta forma, la expresión anterior puede escribirse en forma general, como [1-4];

$$\dot{\epsilon} = A \sigma^n \exp[-Q/RT] \quad (2)$$

Siendo $\dot{\epsilon}$ la velocidad de deformación mínima por *creep*, A una constante dependiente del material; σ la tensión efectiva, la cual no siempre coincide con la aplicada; n un exponente que toma valores entre 1 y 7, para metales puros y aleaciones simples; Q es la energía de activación asociada al mecanismo operativo; R la constante universal de los gases y T la temperatura absoluta.

Generalmente, los ensayos de termofluencia son llevados a cabo a diferentes tensiones y distintas temperaturas, según el rango de interés. A partir de este cuerpo de datos experimentales, es posible obtener dos tipos de familias de curvas de *creep*; a) diferentes tensiones aplicadas y una misma temperatura, o b) diferentes temperaturas, manteniendo la tensión aplicada constante. La familia de curvas del primer tipo, nos permite obtener las velocidades mínimas por *creep* para cada una de las tensiones aplicadas y a partir de allí, encontrar el valor de n [ver Ec. (2)] a través de una gráfica doble logarítmica. Por otro lado, la familia de curvas del tipo b) nos va a permitir obtener las velocidades de deformación mínima por *creep* para cada una de las temperaturas de ensayo. Si construimos la gráfica $\ln \dot{\epsilon}$ vs. $1/T$, podremos obtener la energía de activación asociada al proceso operativo de deformación plástica. Por lo general, la energía de activación Q determinada experimentalmente es una energía de activación *aparente*, debido a que solamente coincide con la energía de

autodifusión en metales puros y algunas soluciones sólidas simples; mientras que en aleaciones casi siempre es superior a la energía de autodifusión en un factor que varía entre 1 y 3.

De esta manera, la determinación de n y Q , nos van a dar una pista del o los mecanismos que podrían estar operando durante el proceso de deformación por creep.

Por ejemplo; a temperaturas del orden de $0,7 T_f$ y bajas tensiones, n es aproximadamente 1; mientras que, a temperaturas intermedias ($T > 0,5 T_f$) y tensiones intermedias, n varía entre 3 y 5 dependiendo del material [2,4]. En algunos materiales; se han obtenido valores de n cercanos a 7, indicando la influencia que tiene la formación de subgranos sobre la velocidad de deformación por creep [5]. Simultáneamente, la energía de activación determinada experimentalmente, nos va a mostrar indicios sobre la especie que podría estar difundiendo durante el proceso.

Por último, es importante ver lo que ocurre en aquellas aleaciones ingenieriles que son fortalecidas con precipitados (tipo intermetálicos) y/o compuestos de óxidos, carburos, etc. En este caso, se ha propuesto empíricamente reemplazar la tensión σ por una tensión efectiva ($\sigma - \sigma_0$), siendo σ_0 una tensión interna que se opone al deslizamiento de las dislocaciones [6-10]; sin embargo, en estos casos la energía de activación aparente determinada experimentalmente suele ser bastante superior a cualquier energía de activación por autodifusión. Numerosos autores han intentado explicar esta diferencia, tomando en cuenta la variación del módulo de corte con la temperatura que aparece en la expresión (2), sin obtener resultados satisfactorios. Čadek *et al.* ha analizado este problema, a partir de datos experimentales obtenidos en aleaciones de base Al fortalecidas por inclusión de óxidos y ha podido determinar la dependencia de la tensión interna σ_0 con la tensión aplicada y la temperatura, utilizando ensayos complementarios de *creep* [11]. De esta manera, los altos valores obtenidos para n como para la energía de activación Q , pueden ser comprendidos en función de la variación que introduce la tensión interna, con la tensión aplicada y la temperatura.

3.- Mecanismos de deformación por creep

Hay tres mecanismos básicos de deformación principalmente, que pueden contribuir al creep en metales:

- i) *Deslizamiento y trepado de dislocaciones*
- ii) *Deslizamiento por bordes de grano*
- iii) *Flujo difusional*

3.1.- Deslizamiento y trepado de dislocaciones

Las dislocaciones son defectos lineales que pueden deslizarse a través de la red cristalina cuando se aplica una tensión de corte mínima. Inicialmente, deslizan a través de los planos y direcciones más compactas, debido a que la energía o tensión aplicada es mínima. Una

dislocación de borde puede ser representada por un semiplano de átomos extra, interrumpido en el interior del cristal siendo el borde del plano la línea de la dislocación, caracterizada por un vector de *Burgers* perpendicular a la línea. Una dislocación de hélice presenta su vector de *Burgers* paralelo a la línea de la dislocación y de esta forma, puede deslizar sobre cualquier plano compacto que contenga la línea y su vector de *Burgers*; mientras que, una dislocación de borde solamente puede deslizar sobre el plano definido por la línea de dislocación y su vector de *Burgers* (perpendicular a la línea de dislocación), (ver fig. 2).

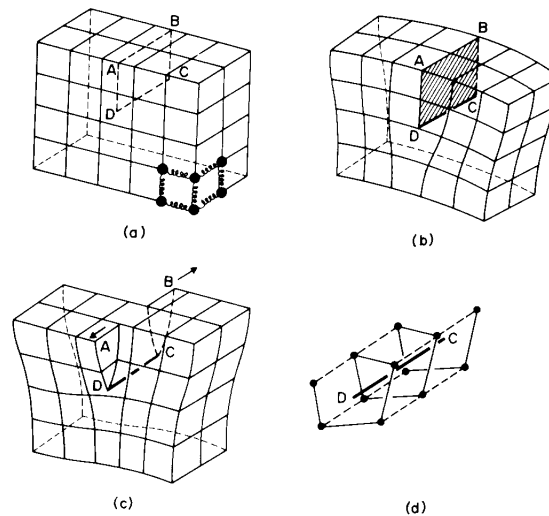


Fig. 2.- a) Modelo de una red cúbica simple; b) dislocación de borde positiva DC formada insertando un semiplano extra de átomos ABCD; c) dislocación de hélice DC formada por desplazamiento de la cara ABCD, relativas unas a otras en la dirección AB y d) espiral de átomos adyacentes a la línea DC en c).

Cuando a un metal policristalino se le aplica una fuerza o tensión externa, muchos de los granos presentarán planos de deslizamiento favorablemente alineados con la fuerza aplicada y el deslizamiento ocurrirá cuando la tensión de corte sobre estos planos supere la tensión de corte resuelta crítica. A partir de allí, las dislocaciones comienzan a multiplicarse (E); fuentes de *Frank-Read*), incrementándose también la densidad de éstas y conduciendo a que más dislocaciones interactúen entre ellas. De esta manera, pueden formarse *madejas* de dislocaciones en el interior del cristal o producirse intersecciones entre ellas, dejando escalones o segmentos de dislocaciones de orientación diferente, llamados *jogs*. Si estos pequeños segmentos de dislocaciones se vuelven inmóviles por su orientación, se transforman en obstáculos para las dislocaciones móviles. Otro tipo de obstáculo lo constituye el borde de grano; cuando una dislocación móvil alcanza un borde de grano se frenará debido a que el grano vecino no presenta una orientación de planos de deslizamiento favorable, consecuentemente se formará un apilamiento de dislocaciones *'pile-up'* sobre este borde. Cualquier dislocación que intente deslizar por el mismo plano será repelida por el apilamiento

debido a la fuerza elástica de largo alcance entre dislocaciones del mismo signo. Los mecanismos señalados anteriormente, son los que contribuyen al *endurecimiento por deformación o trabajado* 'work hardening' del metal (esto es; el flujo plástico se hace cada vez más difícil de incrementar, debido a que una mayor fuerza o tensión debe ser aplicada). Durante la etapa primaria del creep a tensión constante, la velocidad de deformación sufre una desaceleración importante y esto se debe a la operatividad de los mecanismos de endurecimiento señalados anteriormente.

Posteriormente, durante la etapa secundaria o de estado estacionario, la energía por deformación acumulada en el metal por deformación juntamente con la alta temperatura, se convierten en una fuerza impulsora para iniciar el proceso de recuperación 'recovery'. De esta manera, hay un balance entre los procesos de endurecimiento por deformación y recuperación. La recuperación involucra la reducción en la densidad de dislocaciones y el reordenamiento de dislocaciones en arreglos de energía más baja (*Ej; sub-bordes*). Para que esto ocurra, las dislocaciones tienen que trepar 'climb' y deslizar y esto requiere del movimiento de los átomos o autodifusión dentro de la red. La autodifusión en una red compacta es posible, siempre y cuando los átomos tengan energía suficiente para saltar a un sitio vecino inmediato y además, exista una vacancia en ese sitio. Cuanto mayor es la temperatura, mayor es la energía térmica de los átomos (*esto es; proporcional a RT*); mientras que, la concentración de vacancias en un metal se incrementa exponencialmente.

Hemos visto que, la velocidad de deformación por creep en el estado estacionario (ec. (2)), se incrementa exponencialmente con la temperatura; esto es debido, a que la misma es controlada por la difusión de vacancias. Uno de los mecanismos básicos asistido por difusión más importante, lo constituye el trepado de dislocaciones; vacancias que difunden hacia la región superior (zona de compresión) en una dislocación de borde provocarán la formación de *jogs* en la dislocación. Si la difusión de vacancias continúa a lo largo de la dislocación, ésta habrá trepado en la dirección normal a su plano de deslizamiento una distancia equivalente a un espaciado atómico. En aquellos casos, donde la dislocación haya interrumpido su movimiento por la presencia de un obstáculo, es suficiente que el segmento de trepado sea de dimensiones similares a este, para que la dislocación pueda continuar deslizando y de esta forma superar el obstáculo (ver fig. 3).

Las dislocaciones de signo opuesto se atraen unas a otras y mediante un proceso de trepado y deslizamiento pueden moverse juntas y aniquilarse. Por el contrario, dislocaciones del mismo signo, tienden a alinearse verticalmente formando paredes 'dislocation wall', mediante un proceso similar. Este fenómeno, conocido como poligonización, ha sido comprobado mediante difracción de rayos X y observado por medio de microscopía electrónica de transmisión, en muestras obtenidas del estado estacionario de creep. En estos casos, uno encuentra a los granos divididos en subgranos, como consecuencia de este tipo de apilamientos.

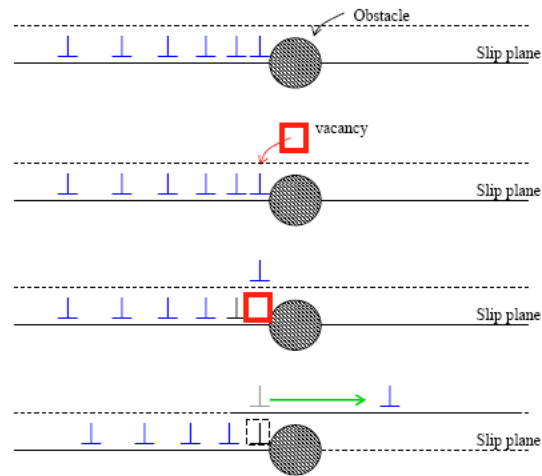


Fig. 3.- Representación esquemática del proceso de trepado de dislocaciones de borde al alcanzar un obstáculo.

3.2.- Deslizamiento por bordes de grano

La etapa terciaria de *creep*, señala que algún tipo de daño estructural ha ocurrido en el material. Observaciones realizadas en muestras que han deformado por *creep* en esta etapa, muestran huecos (*voids*) con forma de cuña y redondeados, en los bordes de grano principalmente. Cuando estos huecos colapsan ocurre la rotura del material. Los mecanismos de formación de huecos involucra el deslizamiento de bordes de grano, lo cual ocurre bajo la acción de tensiones de corte que actúan sobre estos límites. Bordes de grano orientados a 45° respecto de la dirección de la tensión aplicada experimentan las tensiones de corte más altas y son los que más contribuyen (Ver Fig. 4). El deslizamiento por bordes de grano puede contribuir a la deformación total por *creep* con un 10 a un 65 %, incrementándose con la tensión, temperatura y reducción del tamaño de grano.

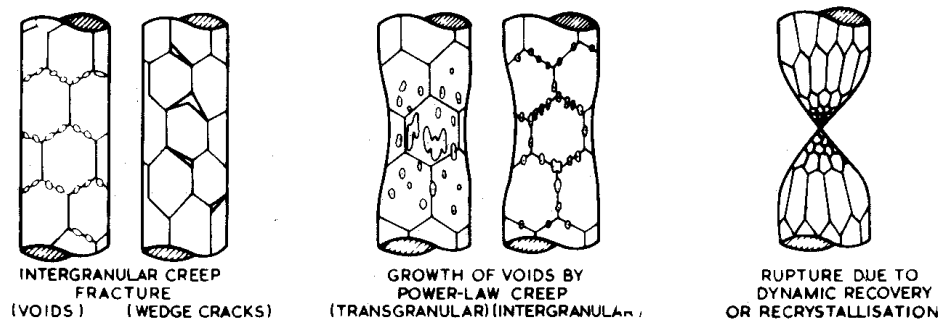


Fig. 4.- Esquema representativo del proceso de nucleación y crecimiento de huecos y grietas (etapa terciaria de *creep*) y por recristalización.

3.3.- Flujo difusional

El tercer mecanismo por creep señalado, es significativamente importante a bajas tensiones y altas temperaturas. Bajo la fuerza impulsora de la tensión mecánica aplicada, los átomos difunden desde los bordes laterales del grano hacia la parte superior e inferior del grano (ver fig. 5). Los granos se vuelven más alargados, debido a este proceso, bajo la tensión aplicada y el proceso se hace más rápido a mayor temperatura y con una mayor concentración de vacancias (difusión de átomos en una dirección a través de los granos es difusión de vacancias en dirección contraria). Cuando la difusión se produce a través de los granos, la frecuencia de salto atómico es baja y mayor la cantidad de caminos posibles de difusión. Este mecanismo de deformación por *creep*, es conocido como *creep de Navarro – Herring (NH)*. Por otra parte, a la difusión producida a lo largo de los bordes de grano, donde la frecuencia de salto es mayor y menor la cantidad de posibles caminos de difusión, se la conoce como *creep de Coble*. Para cualquiera de los dos casos, nuevamente quien controla la velocidad de deformación es la difusión de vacancias o autodifusión.

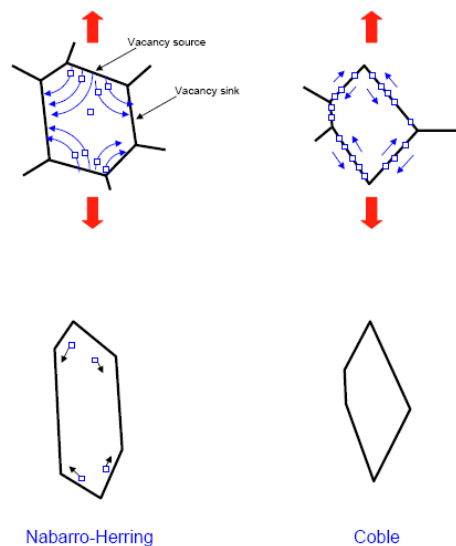


Fig. 5.- Esquema de los mecanismos de Creep de Navarro-Herring y de Coble

4.- Condiciones macroscópicas

A partir de los mecanismos vistos anteriormente, cabría preguntarse, ¿bajo qué condiciones de tensión, σ y temperatura, T , operan estos mecanismos?.

Vamos a responder esta pregunta, basándonos en la Ec. (2), de la siguiente forma.

A altas temperaturas ($T > 0.7 T_f$) y bajas tensiones, la velocidad de deformación por creep del estado estacionario es proporcional a la tensión aplicada (esto es, $n = 1$ en la Ec. (2)). Esto indica que, el material está deformando al creep según el modelo propuesto por NH o Coble. En el primer caso, el coeficiente de difusión deberá corresponder al transporte de materia a

través del volumen del grano; mientras que, en el segundo caso, es por borde de grano. Otra característica a tener en cuenta es, la dependencia que existe con el tamaño de grano (d). El modelo de *NH*, sigue una dependencia con d^{-1} o d^{-2} ; mientras que, el modelo de *Coble* mantiene una dependencia con d^{-3} .

A temperaturas intermedias ($0.35 T_i < T < 0.65 T_i$) y tensiones intermedias, el comportamiento al creep es controlado por el deslizamiento de dislocaciones, asistido por difusión de vacancias, principalmente (esto es; $3 < n < 5$). A altas tensiones, el exponente n es mayor y esta región, suele ser descripta por varios autores, mediante una función exponencial.

A altas temperaturas y altas tensiones, comienza a tener una contribución importante el deslizamiento entre granos y la nucleación de huecos (*voids*), formando pequeñas grietas que terminan colapsando y conduciendo a la rotura del material [2].

CONCLUSIONES

Se han presentado los mecanismos fundamentales de deformación por creep, que operan en metales puros y aleaciones metálicas. De lo visto precedentemente, podemos extraer las siguientes conclusiones.

La termofluencia o *creep* es un fenómeno que debemos tener en cuenta, cuando el material opera a temperaturas por encima de $\approx 0.35 T_i$. A diferencia de la deformación plástica instantánea (independiente del tiempo), la termofluencia es dependiente del tiempo.

Los mecanismos fundamentales presentados aquí, son solamente una guía general para comprender los fenómenos y han sido estudiados en metales puros y soluciones sólidas simples; mientras que, en aleaciones ingenieriles es común que estos mecanismos se presenten en forma acoplada (esto es; como superposición de ellos). Desde este punto de vista, es importante tener en cuenta que dominará el proceso de termofluencia, aquel mecanismo con menor coeficiente de difusión.

Por último, en materiales ingenieriles fortalecidos por partículas en general, es conveniente conocer el origen de la tensión interna y cómo ésta depende de la tensión aplicada y la temperatura, mediante ensayos complementarios de *creep*.

REFERENCIAS

1. F. Garófalo en *Fundamentals of Creep and Creep – Rupture in Metals*, Macmillan Series in Materials Science, Ed. M. Fine, J. Weertman and J. R. Weertman, (1965).
2. J. Čadek en *Creep in Metallic Materials*, Materials Science Monographs, 48, Ed. Elsevier, (1988).
3. W. Blum en *High – Temperature Deformation and Creep of Crystalline Solids* (Ch. 8), H. Mughrabi (Ed.). *Materials Science and Technology*, vol. 6, VCH, New York, (1993).
4. M. E. Kassner and M.T. Pérez-Prado en *Fundamentals of Creep in Metals and Alloys*, Amsterdam, Ed. Elsevier, (2004).

5. J. Weertman, in *Proc. J.E. Dorn Symp. Rate Processes in Plastic Deformation of Materials*, J.M.C. Li and A.K. Mukherjee (Eds.) ASM. Metals Park. OH 1975, p. 315.
6. B. Reppich, F. Brungs, G. Hummer and H. Schmidt, (1990) *Creep and Fracture of Eng. Mat. and Structures*, Eds. B. Wilshire and R.W. Evans, Inst. Of Metals, London, p. 141.
7. O. Ajaja, T.E. Towson, S. Purushothaman and J.K. Tien (1980) *Mater. Sci. and Eng.*, **44**, 165.
8. B. Reppich, H. Bugler, R. Leistner and M. Schutze (1984) *Creep and Fracture of Eng. Mat. and Structures*, Eds. B. Wilshire and D.R.J. Owen, Pineridge, p. 279.
9. R. Lagneborg and B. Bergman (1976) *Met. Sci.*, **10**, 20.
10. M. Heilmaier and B. Reppich (1999) *Creep Behaviour of advanced Materials for the 21st Century*, Eds. R.S. Mishra, A.K. Mukherjee and K. Linga Murty, TMS, Warrendale, p. 267.
11. J. Čadek, H. Oikawa and V. Sustek, *Mater. Sci. Eng.*, **A190** (1995) 9.

Agradecimientos

El autor desea expresar su agradecimiento a la Secat (UNCPBA) y a la CICPBA, por el apoyo brindado en el presente trabajo.